

## 明細書

## 耐食性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管およびその製造方法

## 技術分野

この発明は、油井あるいはガス井で生産された原油あるいは天然ガスを輸送するパイプラインに使用される鋼管に係る。特に炭酸ガス ( $\text{CO}_2$ )、塩素イオン ( $\text{Cl}^-$ ) などを含み極めて厳しい腐食環境の油井、ガス井で生産された原油あるいは天然ガスを輸送するラインパイプ用として好適な、優れた耐食性と耐硫化物応力腐食割れ性を有する高強度ステンレス鋼管およびその製造方法に関する。なお、この発明でいう「高強度ステンレス鋼管」とは、降伏強さ：413MPa (60ksi) 以上の強度を有するステンレス鋼管をいうものとする。

## 背景技術

近年、原油価格の高騰や、近い未来に予想される石油資源の枯渇化に対処するため、従来は省みられなかったような深層油田や、開発が一旦は放棄されていた腐食性の強いサワーガス田等に対する開発が、世界的規模で盛んになっている。このような油田、ガス田は一般に深度が極めて深く、またその雰囲気は高温でかつ、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{Cl}^-$ 等を含む厳しい腐食環境となっている。したがって、このような油田、ガス田で生産された原油、ガスの輸送に使用されるラインパイプとしては、高強度で高靱性、しかも耐食性に優れた材質を有する鋼管が要求される。また、海洋における油田開発も活発となっており、パイプラインの敷設コストの低減という観点から、使用する鋼管には、優れた溶接性をも具備することが要求される。

従来から、ラインパイプの材質としては、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{Cl}^-$ を含む環境下でも溶接性の観点

から炭素鋼を使用し、防食はインヒビターを添加して行っていた。しかし、インヒビターは、高温での効果が十分とはいえないこと、さらには環境汚染を引き起こすことなど、問題があり使用を控える動きがある。また、一部のパイプラインでは、二相ステンレス鋼管が使用されている。しかし、二相ステンレス鋼管は耐食性に優れるが、合金元素量が多く、熱間加工性に劣り特殊な熱間加工法でしか製造できず、高価であるという問題がある。そのため、その使用を制限する傾向にある。このような問題から、安価で溶接性および耐食性に優れたラインパイプ用鋼管が要望されている。

このような要望に対し、例えば、特許文献 1、特許文献 2、特許文献 3 には、ラインパイプ用として、溶接性を改善した 11%Cr あるいは 12%Cr マルテンサイト系ステンレス鋼管が提案されている。

特許文献 1 に記載された鋼管は、低炭素化して溶接部の硬さ上昇を制御した、溶接部の耐食性に優れたラインパイプ用マルテンサイト系ステンレス鋼管である。また、特許文献 2 に記載された鋼管は、合金元素量を調整することにより、耐食性を向上させたマルテンサイト系ステンレス鋼管である。特許文献 3 に記載された鋼管は、溶接性と耐食性を両立させたラインパイプ用マルテンサイト系ステンレス鋼管である。

特許文献 1 : 特開平 08-41599 号公報

特許文献 2 : 特開平 09-228001 号公報

特許文献 3 : 特開平 09-316611 号公報

## 発明の開示

しかしながら、特許文献 1、特許文献 2、特許文献 3 に記載された技術で製造された 11%Cr あるいは 12%Cr マルテンサイト系ステンレス鋼管は、硫化水素分圧が高くなる環境下では、硫化物応力腐食割れが発生する場合があります、さらに  $\text{CO}_2$ 、 $\text{Cl}^-$ 等を

含み、150℃を超える高温の環境下では、安定して所望の耐食性を示さなくなるという問題があった。

本発明は、従来技術におけるかかる事情に鑑みて成されたものであり、安価で、CO<sub>2</sub>、Cl<sup>-</sup>等を含む 150℃以上の高温の苛酷な腐食環境下においても優れた耐CO<sub>2</sub>腐食性を示し、さらに高硫化水素環境下においても優れた耐硫化物応力腐食割れ性を示し、かつ優れた低温靱性および優れた溶接性を兼ね備えたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管およびその製造方法を提供することを目的とする。

本発明者らは、上記した課題を達成すべく、代表的なマルテンサイト系ステンレス鋼である 12%Cr 鋼の組成をベースとして、CO<sub>2</sub>、Cl<sup>-</sup>等を含む高温の腐食環境下における耐食性、高硫化水素環境下での耐硫化物応力腐食割れ性に及ぼす各種要因の影響について鋭意、検討を重ねた。その結果、12%Cr マルテンサイト系ステンレス鋼において、Cr を大幅に増量するとともに、従来より C、N を著しく低減し、さらに Cr、Ni、Mo、あるいはさらに Cu を適正量含有する組成とし、さらには、組織をマルテンサイト相をベース相として、フェライト相、および残留オーステナイト相を含む組織とすることにより、降伏強さが 413MPa (60ksi) 以上の高強度と、良好な熱間加工性と、苛酷な環境下での耐食性、さらには優れた溶接性が確保できることを見出し、本発明を成すに至ったのである。

まず、本発明者らが行った検討内容について詳しく説明する。

従来のマルテンサイト系ステンレス継目無鋼管の製造においては、フェライト相が生成して組織がマルテンサイト単相とならない場合には、強度が低下し熱間加工性が低下するため、鋼管の製造が困難となるという考えが一般的であった。

そこで、本発明者らは、熱間加工性に及ぼす成分の影響について、さらに詳細に検討した。その結果、鋼管組成を次 (2) 式

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \dots\dots\dots (2)$$

(ここで、Cr、Ni、Mo、Cu、C、Si、Mn、N：各元素の含有量 (mass%) )

を満足するように調整することにより、熱間加工性が顕著に向上し熱間加工時の割れ発生を防止できることを見出した。

(2) 式左辺値と、熱間加工時 (すなわち、継目無鋼管造管時) に 13%Cr 系ステンレス継目無鋼管の端面に発生する割れ長さとの関係を図 1 に示す。図 1 から、

(2) 式左辺値の値が 8.0 以下の場合、あるいは (2) 式左辺値の値が 11.5 以上、好ましくは 12.0 以上の場合に、割れ発生が防止できることがわかる。(2) 式左辺値の値が 8.0 以下の場合、フェライトが全く発生しない領域に相当し、この領域はフェライト相を生成させないという従来の熱間加工性向上の考え方の領域である。一方、(2) 式左辺値の値が大きくなるにしたがい、生成するフェライト量が増加するが、(2) 式左辺値の値が 11.5 以上の領域はフェライトが比較的多く生成する領域となる。すなわち、本発明者らは、(2) 式左辺値が 11.5 以上となるように組成を調整し、造管時にフェライトが比較的多く生成した組織にするという、従来とは全く異なる考え方を採用することにより、熱間加工性を顕著に向上させることができることとはじめて見出したことになる。

熱間加工時に 13%Cr 系ステンレス鋼継目無管の端面に発生する割れ長さを、フェライト量との関係で整理し図 2 に示す。図 2 から、従来の考え方の通り、フェライト量が体積%で 0% の場合には割れは発生しないが、フェライトが生成するとともに割れが発生する。しかし、さらに生成するフェライト量を増加させ、体積率で 10% 以上、好ましくは 15% 以上のフェライト相を生成させると、従来の考え方とは異なり、割れの発生を防止できるのである。すなわち、(2) 式を満足するように成分を調整し、適正範囲のフェライト相を生成させた、フェライトーマルテンサイト二相組織と

することにより、熱間加工性が向上し割れ発生を防止できる。

しかし、(2) 式を満足するように成分調整して、組織がフェライトーマルテンサイト二相組織となると、熱処理中に生じる元素の分配により耐食性が劣化する懸念がある。二相組織とすると、C、Ni、Cu 等のオーステナイト生成元素はマルテンサイト相に、Cr、Mo 等のフェライト生成元素はフェライト相に拡散し、熱処理後の最終製品では、結果として、各相間で成分のばらつきが生じることになる。マルテンサイト相では耐食性に有効な Cr 量が低下し、耐食性を劣化させる C 量が増加し、均一組織の場合に比べてた異色性が低下することが懸念される。

そこで、本発明者らは、耐食性に及ぼす成分の影響についてさらに検討した。その結果、次 (1) 式

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

(ここで、 Cr、Ni、Mo、Cu、C : 各元素の含有量 (mass%))

を満足するように成分調整することにより、組織をフェライトーマルテンサイト二相組織としても、十分な耐食性が確保できることを見出した。

(1) 式左辺値と、CO<sub>2</sub>および Cl<sup>-</sup>を含む 200℃の高温環境下における腐食速度との関係を図 3 に示す。図 3 から、(1) 式を満足するように成分を調整することにより、組織をフェライトーマルテンサイト二相組織としても、CO<sub>2</sub>および Cl<sup>-</sup>を含む 200℃の高温環境下においても十分な耐食性を確保できることがわかる。

(1) 式からも明らかなように、耐食性を向上させるためには Cr 含有量の増加が有効である。しかし、Cr はフェライトの生成を促進させる。そのため、フェライトの生成を抑制する目的で、従来では Cr 含有量に見合う量の Ni を含有させる必要があった。しかし、Cr 含有量に合わせて Ni 含有量を増加させると、オーステナイト相が安定化して、ラインパイプ用鋼管として必要な強度を確保することができなくなると



いう問題があった。

このような問題に対し、本発明者らは、更なる検討を行なった結果、適正量のフェライト相を含む、フェライトーマルテンサイト二相組織を維持した状態で Cr 含有量を増加させることにより、オーステナイト相の残留量を低く抑制でき、ラインパイプ用鋼管として十分な強度を確保できることを見出した。

本発明者らが得た、フェライトーマルテンサイト二相組織を有する 13%Cr 系ステンレス継目無鋼管の熱処理後の降伏強さ Y S と Cr 含有量の関係を図 4 に示す。なお、図 4 には、組織が、マルテンサイト単相またはマルテンサイトーオーステナイト二相組織とした場合の熱処理後の Y S と Cr 含有量との関係も併記した。図 4 から、組織を適正量のフェライト相を含む、フェライトーマルテンサイト二相組織に維持して、Cr 含有量を増加することにより、ラインパイプ用鋼管として十分な強度を確保できることを新規に見出した。一方、組織を、マルテンサイト単相またはマルテンサイトーオーステナイト二相組織とした場合には、Cr 量を増加すると Y S が低下する。

また、ラインパイプ用鋼管は、パイプラインの敷設時に、円周溶接を施される。円周溶接はパイプ本体の熱処理と異なり、小入熱の部分加熱で冷却速度が速く熱影響部が著しく硬化する。熱影響部が硬化すると溶接割れの発生に繋がる。そこで、円周溶接時の溶接割れ発生に及ぼす成分の影響について検討した。その結果、鋼管組成を次

(3) 式

$$C + N \leq 0.025 \quad \dots\dots\dots (3)$$

を満足するように調整することにより、溶接割れの発生がなく優れた溶接性を確保できることを見出した。(3) 式左辺値と y スリット溶接割れ試験による割れ発生率との関係を図 5 に示す。図 5 から (3) 式左辺値を 0.025 以下とすることにより、溶接割れを防止できることを見出した。なお、割れ発生率は各 5 本の y スリット溶接割れ

試験を実施し、割れ個数／試験個数より求めた。

本発明は上記した知見に基づいてさらに検討を行い、得られたものである。

すなわち、本発明の要旨は、つぎのとおりである。

(1) mass%で、C : 0.001~0.015%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 0.1~1.8%、P : 0.03%以下、S : 0.005%以下、Cr : 15~18%、Ni : 0.5%以上 5.5%未満、Mo : 0.5~3.5%、V : 0.02~0.2%、N : 0.001~0.015%、O : 0.006%以下を、次(1)、

(2) および (3) 式

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \text{..... (1)}$$

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \text{..... (2)}$$

$$\text{C} + \text{N} \leq 0.025 \quad \text{..... (3)}$$

(ここで、C、Ni、Mo、Cr、Si、Mn、Cu、N : 各元素の含有量 (mass%) )

を満足するように含み、残部 Fe および不可避免的不純物よりなる組成を有することを特徴とする耐食性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(2) (1) において、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al : 0.002~0.05%を含有する組成を有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(3) (1)又は(2) において、前記 Ni の含有量が、mass%で、1.5~5.0%であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(4) (1) ないし (3) のいずれかにおいて、前記 Mo の含有量が、mass%で、1.0~3.5%であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(5) (1) ないし (3) のいずれかにおいて、前記 Mo の含有量が、mass%で、2%超 3.5%以下であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(6) (1) ないし (5) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu : 3.5%以下を含有する組成とすることを特徴とするラインパイプ用高強度ステン

レス鋼管。

(7) 前記 Cu の含有量が、mass% で 0.5 以上 1.14% 以下であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(8) (1) ないし (7) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass% で、Nb : 0.2% 以下、Ti : 0.3% 以下、Zr : 0.2% 以下、B : 0.01% 以下、W : 3.0% 以下のうちから選ばれた 1 種又は 2 種以上を含有する組成とすることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(9) (1) ないし (8) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass% で、Ca : 0.01% 以下を含有する組成とすることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(10) (1) ないし (9) のいずれかにおいて、前記組成に加えて、マルテンサイト相をベースとして、体積率で 40% 以下の残留オーステナイト相と 10~60% 以下のフェライト相からなる組織を有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(11) (10) において、前記フェライト相が、体積率で 15~50% であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(12) (10) 又は (11) において、前記残留オーステナイト相が、体積率で 30% 以下であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(13) C : 0.001~0.015%、Si : 0.01~0.5%、Mn : 0.1~1.8%、P : 0.03% 以下、S : 0.005% 以下、Cr : 15~18%、Ni : 0.5% 以上 5.5% 未満、Mo : 0.5~3.5%、V : 0.02~0.2%、N : 0.001~0.015%、O : 0.006% 以下を、次 (1)、(2) および (3) 式

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$



$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\text{C} + \text{N} \leq 0.025 \quad \dots\dots\dots (3)$$

(ここで、Cr、Ni、Mo、Cu、C、Si、Mn、N：各元素の含有量 (mass%))

を満足するように含み、残部 Fe および不可避免の不純物よりなる組成を有する鋼管素材を所定寸法の鋼管に造管し、該鋼管に、850℃以上の温度に再加熱したのち空冷以上の冷却速度で 100℃以下まで冷却し、ついで 700℃以下の温度に加熱する焼入れ－焼戻処理を施すことを特徴とする耐食性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(14) (13) において、前記鋼管素材を加熱し、熱間加工により造管して、造管後、空冷以上の冷却速度で室温まで冷却し、所望寸法の継目無鋼管とし、ついで、該継目無鋼管に、前記焼入れ－焼戻処理を施すことを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(15) (13) または (14) において、前記焼入れ－焼戻処理に代えて、700℃以下の温度に加熱する焼戻処理を施すことを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(16) (13) ないし (15) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass%で、Al：0.002～0.05%を含有する組成を有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(17) (13) ないし (16) のいずれかにおいて、前記 Ni の含有量が、mass%で、1.5～5.0%であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(18) (13) ないし (17) のいずれかにおいて、前記 Mo の含有量が、mass%で、1.0～3.5%であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造

方法。

(19) (13) ないし (18) のいずれかにおいて、前記 Mo の含有量が、mass% で、2%超 3.5%以下であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(20) (13) ないし (19) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu : 3.5%以下を含有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(21) (20) において、前記 Cu の含有量が、mass%で、0.5%以上 1.14%以下であることを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

(22) (13) ないし (21) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass%で、Nb : 0.2%以下、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.2%以下、W : 3%以下、B : 0.01%以下のうちから選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(23) (13) ないし (22) のいずれかにおいて、前記組成に加えてさらに、mass%で、Ca : 0.01%以下を含有することを特徴とするラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

(24) (1) ないし (12) のいずれかに記載の高強度ステンレス鋼管を溶接接合してなる溶接構造物。

#### 図面の簡単な説明

図1は、熱間加工時に発生する割れ長さに及ぼす鋼板組成の影響を示すグラフである。

図2は、熱間加工時に発生する割れ長さとフェライト量との関係を示すグラフである。

図3は、 $\text{CO}_2$ および  $\text{Cl}^-$ を含む 200℃の高温環境下の腐食速度に及ぼす鋼板組成の影響

を示すグラフである。

図4は、熱処理後の降伏強さ YS と Cr 含有量との関係を示すグラフである。

図5は、y スリット溶接割れ試験における溶接割れ発生率に及ぼす (C+N) 量の影響を示すグラフである。

#### 発明を実施するための最良の形態

まず、本発明のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の組成限定理由について説明する。以下、組成における mass% は単に % と記す。

C : 0.001~0.015%

C は、マルテンサイト系ステンレス鋼の強度に関係する重要な元素であるが、本発明では、0.001%以上の含有を必要とするが、多量に含有すると、Ni 含有による焼戻し時の鋭敏化が起こりやすくなる。この焼戻し時の鋭敏化を防止するために、C は 0.015% を上限とした。このようなことから本発明では、C は 0.001~0.015% の範囲に限定した。耐食性、溶接性の観点からも C はできるだけ少ないほうが好ましい。なお、好ましくは 0.002~0.01 の範囲である。

Si : 0.01~0.5%

Si は、脱酸剤として作用する元素であり、通常の製鋼過程において必要であり、0.01%以上の含有を必要とするが、0.5%を超える含有は、耐 CO<sub>2</sub> 腐食性を低下させ、さらには熱間加工性をも低下させる。このため、Si は 0.01~0.5% の範囲に限定した。

Mn : 0.1~1.8%

Mn は、強度を増加させる元素であり、本発明における所望の強度を確保するために 0.1%以上の含有を必要とするが、1.8%を超えて含有すると靱性に悪影響を及ぼす。このため、Mn は 0.1~1.8% の範囲に限定した。なお、好ましくは 0.2~0.9% で

ある。

P : 0.03%以下

Pは、耐CO<sub>2</sub>耐食性、耐CO<sub>2</sub>応力腐食割れ性、耐孔食性および耐硫化物腐食割れ性をともに劣化させる元素であり、本発明では可及的に低減することが望ましいが、極端な低減は製造コストの上昇を招く。工業的に比較的安価に実施可能でかつ耐CO<sub>2</sub>腐食性、耐CO<sub>2</sub>応力腐食割れ性、耐孔食性および耐硫化物応力腐食割れ性をともに劣化させない範囲でPは0.03%以下とした。なお、好ましくは0.02%以下である。

S : 0.005%以下

Sは、パイプ製造過程において熱間加工性を著しく劣化させる元素であり、可及的に少ないことが望ましいが、0.005%以下に低減すれば通常工程でのパイプ製造が可能となることから、Sはその上限を0.005%とした。なお、好ましくは0.003%以下である。

Cr : 15~18%

Crは、保護皮膜を形成して耐食性を向上させる元素であり、とくに耐CO<sub>2</sub>腐食性、耐CO<sub>2</sub>応力腐食割れ性の向上に寄与する有効な元素である。本発明では特に、苛酷な環境下における耐食性を向上させる観点から15%以上の含有を必要とする。一方、18%を超える含有は熱間加工性を劣化させる。このため、Crは15~18%の範囲に限定した。

Ni : 0.5%以上 5.5%未満

Niは、高Cr鋼の保護皮膜を強固にして、耐食性を向上させるとともに、低C高Cr鋼の強度を増加させる作用を有する元素であり、本発明では0.5%以上の含有を必要とするが、5.5%以上の含有は、熱間加工性が低下するとともに、強度の低下を招く。このため、Niは0.5%以上 5.5%未満に限定した。なお、好ましくは1.5~5.0%であ

る。

Mo : 0.5~3.5%

Mo は、Cl<sup>-</sup>による孔食に対する抵抗性を増加させる元素であり、本発明では、0.5%以上の含有を必要とする。Mo が 0.5%未満では高温環境下での耐食性が不十分となる。一方、3.5%を超える含有は、耐食性および熱間加工性を低下させるとともに、製造コストの高騰を招く。このため、Mo は 0.5~3.5%の範囲に限定した。なお、好ましくは 1.0~3.5%、より好ましくは 2%超 3.5%以下である。

V : 0.02~0.2%

V は、強度を上昇させるとともに、耐応力腐食割れ性を改善する効果を有する。このような効果は、0.02%以上の含有で顕著となるが、0.2%を超えて含有すると、靱性が劣化する。このため、V は 0.02~0.2%の範囲に限定した。なお、好ましくは 0.02~0.08%である。

N : 0.001~0.015%

N は、溶接性を著しく劣化させる元素であり、できるだけ低減することが望ましい。過度の低減は、製造コストの高騰を招くため 0.001%を下限とした。0.015%を超える含有は円周溶接割れを生じる可能性があり、本発明での N の上限とした。

O : 0.006%以下

O は、鋼中では酸化物として存在し各種特性に大きな影響を及ぼすため、できるだけ低減することが好ましい。O 含有量が 0.006%を超えて多くなると、熱間加工性、耐 CO<sub>2</sub> 応力腐食割れ性、耐孔食性、耐硫化物応力腐食割れ性および靱性を著しく低下させる。このため、本発明では、O は 0.006%以下に限定した。

上記した基本組成に加えてさらに、本発明では、さらに Al : 0.002~0.05%を含有できる。Al は、強力な脱酸作用を有する元素であり 0.002%以上含有することが望ま



しいが、0.05%を超える含有は、靱性に悪影響を及ぼす。このため、Al は 0.002~0.05%の範囲に限定することが好ましい。なお、より好ましくは 0.03%以下である。なお、Al 無添加の場合には、不可避免の不純物として 0.002%未満程度が許容される。Al を 0.002%未満程度に制限すれば低温靱性、耐孔食性が顕著に向上するという利点がある。

また、本発明では、上記した各組成に加えて、さらに Cu : 3.5%以下を含有できる。

Cu は、保護皮膜を強固にして、鋼中への水素の侵入を抑制し、耐硫化物応力腐食割れ性を高める元素であり、このような効果を得るためには 0.5%以上含有することが望ましい。一方、3.5%を超える含有は、CuS の粒界析出を招き、熱間加工性が低下する。このため、Cu は 3.5%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは、0.5~1.14%である。

また、本発明では、上記した各組成に加えて、さらに Nb : 0.2%以下、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.2%以下、B : 0.01%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた 1 種又は 2 種以上を選択して含有できる。

Nb、Ti、Zr、B、Wは、いずれも強度を増加させる作用を有し、必要に応じ選択して 1 種または 2 種以上を含有できる。

Nb は、炭窒化物を形成し、強度の増加、さらには靱性の向上に寄与する元素である。このような効果を得るためには、Nb : 0.02%以上含有することが好ましいが、0.2%を超える含有は靱性を低下させる。このため、Nb は 0.2%以下に限定することが好ましい。

Ti、Zr、B、Wは、いずれも強度を増加させるとともに、耐応力腐食割れ性を改善する作用を有する元素である。このような効果は、Ti : 0.02%以上、Zr : 0.02%以上、B : 0.0005%以上、W : 0.25%以上の含有で顕著となるが、Ti : 0.3%、Zr : 0.2%、

B : 0.01%、W : 3.0%をそれぞれ超える含有は、靱性を劣化させる。このため、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.2%以下、B : 0.01%以下、W : 3.0%以下に限定することが好ましい。

また、本発明では、上記した各組成に加えて、さらに Ca : 0.01%以下を含有できる。Ca は、S を CaS として固定し硫化物系介在物を球状化する作用を有し、これにより介在物周囲のマトリックスの格子歪を小さくして、介在物の水素トラップ能を低下させる効果を有する元素であり、必要に応じ含有できる。このような効果を得るためには 0.0005%以上含有することが望ましいが、0.01%を超える含有は、CaO の増加を招き、耐 CO<sub>2</sub> 腐食性、耐孔食性が低下する。このため、Ca は 0.01%以下に限定することが好ましい。なお、より好ましくは、0.0005~0.005%である。

上記した成分以外の残部は、Fe および不可避的不純物である。

本発明では、上記した範囲の成分を、次 (1) ~ (3) 式

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\text{C} + \text{N} \leq 0.025 \quad \dots\dots\dots (3)$$

(ここで、Cr、Ni、Mo、Cu、C、Si、Mn、N : 各元素の含有量 (mass%))

を満足するように含有する。なお、式中の元素で含有しない元素は零として計算するものとする。

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

(1) 式の左辺は耐食性を評価する指数であり、(1) 式の左辺値が 18.5 未満では、CO<sub>2</sub>、Cl<sup>-</sup>を含む高温の厳しい腐食環境下、および高硫化水素環境下において所望の耐食性を示さなくなる。このため、本発明では、Cr、Ni、Mo、Cu、C を上記した範囲内でかつ (1) 式を満足するように調整する。なお、(1) 式左辺値は 20.0 以上

とすることが好ましい。

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \cdots \cdots (2)$$

(2) 式の左辺は、熱間加工性を評価する指数であり、本発明では、Cr、Mo、Si、C、Ni、Mn、Cu、Nを上記した範囲内でかつ(2)式を満足するように調整する。

(2) 式の左辺値が 11.5 未満では、フェライト相の析出が不十分で熱間加工性が不足し継目無鋼管の製造が困難となる。本発明では、熱間加工性を向上させるために、P、S、Oを著しく低減しているが、P、S、Oをそれぞれ低減するのみでは、マルテンサイト系ステンレス鋼継目無鋼管を造管するうえで十分な熱間加工性を確保できない。継目無鋼管を製造するために必要十分な熱間加工性を確保するには、P、S、Oを著しく低減したうえで、(2)式を満足するように、Cr、Mo、Si、C、Ni、Mn、Cu、N含有量を調整することが肝要となる。なお、熱間加工性向上の観点からは(2)式左辺値は 12.0 以上とすることが好ましい。

$$\text{C} + \text{N} \leq 0.025 \quad \cdots \cdots (3)$$

(3) 式の左辺は、溶接性を評価する指数であり、(3) 式の左辺値が 0.025 を超えると、溶接割れが多発する。このため、本発明では、(3) 式を満足するようにC、Nを調整する。

本発明のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管は、上記した組成に加えて、マルテンサイト相をベース相とし、体積率で 40%以下、より好ましくは 30%以下の残留オーステナイトと 10~60%、より好ましくは 15~50%のフェライト相を含む組織を有することが好ましい。また、本発明でいうマルテンサイト相には、焼戻しマルテンサイト相をも含むものとする。マルテンサイト相をベース相とすることにより、高強度のステンレス鋼管とすることができる。なお、マルテンサイト相は体積率で 25%以上含有することが好ましい。また、フェライト相は、軟質で加工性を向上させる組織

であり、本発明では、体積率で 10%以上含有することが好ましい。一方、フェライト相が体積率で 60%を超えると所望の高強度を確保することが困難となる。このため、フェライト相は、体積率で 10~60%とすることが好ましい。なお、より好ましくは 15~50%である。また、残留オーステナイト相は靱性を向上させる組織であるが、体積率で 40%を超えると所望の高強度を確保することが困難となる。このため残留オーステナイト相は体積率で 40%以下とすることが好ましい。なお、残留オーステナイト相は体積率で 30%以下とすることがより好ましい。

つぎに、本発明のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の好ましい製造方法について継目無鋼管を例として説明する。

まず、上記した組成を有する溶鋼を、転炉、電気炉、真空溶解炉等の通常公知の溶製方法で溶製し、連続鑄造法、造塊一分塊圧延法等通常公知の方法でビレット等の鋼管素材とすることが好ましい。ついで、これら鋼管素材を加熱し、通常のマンネスマンープラグミル方式、あるいはマンネスマンーマンドレルミル方式の製造工程を用いて熱間加工し造管して、所望寸法の継目無鋼管とする。造管後継目無鋼管は、空冷以上、好ましくは 800~500℃までの平均で 0.5℃/s 以上、の冷却速度で室温まで冷却することが好ましい。

上記した本発明範囲内の組成を有する継目無鋼管であれば、熱間加工後、空冷以上、好ましくは 800~500℃までの平均で 0.5℃/s 以上、の冷却速度で室温まで冷却することにより、マルテンサイト相をベース相とする組織とすることができる。熱間加工（造管）後、空冷以上、好ましくは 800~500℃までの平均で 0.5℃/s 以上、の冷却速度で冷却する処理のままとしてもよいが、本発明ではさらに焼入れー焼戻処理を施すことが好ましい。

焼入れ処理として、850℃以上に再加熱し、その温度に 10min 以上保持したのち、

空冷以上、好ましくは 800～500℃までの平均で 0.5℃/s 以上、の冷却速度で 100℃以下、好ましくは室温まで冷却する処理とすることが好ましい。焼入れ加熱温度が、850℃未満では、組織を十分なマルテンサイト組織とすることができず、強度が低下する傾向となる。このため、焼入れ処理の再加熱温度は 850℃以上の温度に限定することが好ましい。また、再加熱後の冷却速度が、空冷未満、800～500℃までの平均で 0.5℃/s 未満では、組織を十分なマルテンサイト組織とすることができない。このため、再加熱後の冷却速度は、空冷以上、800～500℃までの平均で 0.5℃/s 以上、の冷却速度とすることが好ましい。

焼戻処理としては、焼入れ処理後、ついで、700℃以下の温度に加熱する処理とすることが好ましい。700℃以下、好ましくは 400℃以上の温度に加熱し、焼戻しすることにより、組織は焼戻しマルテンサイト相、残留オーステナイト相、フェライト相を含む組織となり、所望の高強度とさらには所望の高靱性、所望の優れた耐食性を有する継目無鋼管となる。なお、上記した温度に加熱し所定時間の保持した後は、空冷以上の冷却速度で冷却することが好ましい。

なお、上記した焼入れ－焼戻処理に代えて、700℃以下好ましくは 400℃以上の温度に加熱し、焼戻しする焼戻し処理のみを施しても良い。

ここまでは、継目無鋼管を例にして説明したが、本発明鋼管はこれに限定されるものではない。上記した本発明範囲内の組成を有する鋼管素材を用いて、通常の工程に従い、電縫鋼管、UOE 鋼管を製造し、ラインパイプ用鋼管とすることも可能である。

なお、電縫鋼管、UOE 鋼管等の鋼管においても、造管後の鋼管に、上記した焼入れ－焼戻処理を施すことが好ましい。本発明の高強度ステンレス鋼管を溶接接合して溶接構造物とすることができる。溶接構造物としては、パイプライン、ライザ等が例示できる。なお、ここでいう溶接構造物には、本発明の高強度ステンレス鋼管同士の



接合に加えて、本発明の高強度ステンレス鋼管と他種の鋼管との接合をも含むものとする。

以下、本発明を実施例に基づいてさらに詳細に説明する。

## 実施例

### 実施例 1

表 1 に示す組成の溶鋼を脱ガス後、100kgf 鋼塊に鑄造し鋼管素材とした。ついでこれら鋼管素材を用いて、モデルシームレス圧延機による熱間加工により造管し、造管後空冷し、外径 3.3in×肉厚 0.5in の継目無鋼管とした。

得られた継目無鋼管について、造管後空冷のままで内外表面の割れ発生の有無を目視で調査し、熱間加工性を評価した。パイプ前後端面で長さ 5 mm 以上の割れがある場合を割れ有りとし、それ以外を割れ無しとした。

また、得られた継目無鋼管に、表 2 に示す条件で焼入れ加熱保持したのち、焼入れした。さらに表 2 に示す条件の焼戻処理を施した。

得られた継目無鋼管から、組織観察用試験片を採取した。組織観察用試験片を KOH 電解で腐食して走査型電子顕微鏡（400 倍）で 50 視野以上、組織を撮像し画像解析装置を用いて、フェライト相の組織分率（体積％）を算出した。また、残留オーステナイト相の組織分率は、得られた継目無鋼管から測定用試験片を採取して X 線回折法を用いて測定した。X 線回折により  $\gamma$  の（220）面、 $\alpha$  の（211）面、の回折 X 線積分強度を測定し、次式

$$\gamma \text{（体積％）} = 100 / \{ 1 + (I_{\alpha} R_{\gamma} / I_{\gamma} R_{\alpha}) \}$$

ここで、 $I_{\alpha}$ ： $\alpha$  の積分強度、

$I_{\gamma}$ ： $\gamma$  の積分強度、

$R_{\alpha}$  :  $\alpha$  の結晶学的理論計算値、

$R_{\gamma}$  :  $\gamma$  の結晶学的理論計算値

を用いて換算した。なお、マルテンサイト相の組織分率はこれらの相以外の残部として算出した。

また、得られた継目無鋼管から、API 弧状引張試験片を採取し、引張試験を実施し引張特性（降伏強さ YS、引張強さ TS）を求めた。

また、得られた継目無鋼管について、同種の鋼管の端部同士を当接し、表 4 に示す溶接材料を用いて、表 4 に示す溶接条件で溶接管継手を作製した。

得られた溶接管継手について、溶接割れの発生の有無を目視で調査した。

さらに、得られた溶接管継手から、試験片を採取し、溶接部靱性試験、溶接部腐食試験、溶接部孔食試験、溶接部硫化物応力腐食割れ試験を実施した。試験方法は次の通りとした。

#### （１）溶接部靱性試験

得られた溶接管継手から、JIS Z 2202 の規定に準拠して、ノッチ位置を溶接熱影響部とした V ノッチ試験片（厚さ：5 mm）を採取し、JIS Z 2242 の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を実施し、 $-60^{\circ}\text{C}$  における吸収エネルギー  $v E_{-60}$ （J）を求め、溶接熱影響部の靱性を評価した。

#### （２）溶接部腐食試験

得られた溶接管継手から、厚さ 3 mm×幅 30 mm×長さ 40 mm の腐食試験片を溶接金属、溶接熱影響部および母材部を含むように機械加工により採取した。腐食試験は、オートクレーブ中に保持された試験液：20% NaCl 水溶液（液温：200  $^{\circ}\text{C}$ 、50 気圧の  $\text{CO}_2$  ガス雰囲気）中に、腐食試験片を浸漬し、浸漬期間を 2 週間として実施した。腐食試験後の試験片について、重量を測定し、腐食試験前後の重量減から計算した腐食

速度を求めた。

### (3) 溶接部孔食試験

得られた溶接管継手から試験片を溶接金属、溶接熱影響部および母材部を含むように機械加工により採取した。孔食試験は、試験片を 40%CaCl<sub>2</sub> (液温：70℃) 液中に浸漬し、24 時間保持した。試験後、孔食発生の有無を 10 倍のルーペを用いて観察し、孔食無の場合を○、有の場合を×として評価した。なお、直径 0.2mm 以上の孔食が観察された場合を孔食有とし、それ以外を無とした。

### (4) 溶接部硫化物応力腐食割れ試験

得られた溶接管継手から、NACE-TM0177 Method Aに規定される定荷重型試験片を溶接金属、溶接熱影響部および母材部を含むように機械加工により採取した。硫化物応力腐食割れ試験は、試験片をオートクレーブ中に保持された試験液：20%NaCl 水溶液 (pH：4.0、H<sub>2</sub>S 分圧：0.005MPa) 中に保持し、付加応力を母材降伏応力の 90%として、試験期間：720h として実施した。割れ発生有を×、割れ発生無を○として評価した。得られた結果を表 3 に示す。

本発明例はいずれも、鋼管表面の割れ発生は認められず熱間加工性に優れた鋼管であり、また降伏強さ YS：413MPa 以上の高強度を有する高強度鋼管となっている。また、本発明例はいずれも、溶接部の割れ発生もなく溶接性に優れ、さらに-60℃における吸収エネルギーが 50 J 以上と溶接熱影響部靱性に優れ、また母材部を含め溶接部では、腐食速度も小さく、孔食や硫化物応力腐食割れの発生もなく、CO<sub>2</sub> を含み 200℃という高温で苛酷な腐食環境下および高硫化水素環境下において十分な溶接部耐食性を示している。

これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、表面に割れが発生し熱間加工性が低下しているか、あるいは溶接部靱性が低下しているか、あるいは溶接部に割れが発生

しているか、あるいは母材または溶接部の腐食速度が大きく耐食性が劣化しているか、あるいは母材または溶接部に孔食が発生して耐孔食性が劣化しているか、あるいは母材または溶接部に硫化物応力腐食割れが発生し耐硫化物応力割れ性が劣化している。

## 実施例 2

表 5 に示す組成の溶鋼を脱ガス後、100kgf 鋼塊に鑄造し鋼管素材とした。これら鋼管素材を用いて、実施例 1 と同様に、モデルシームレス圧延機による熱間加工により造管し、造管後空冷または水冷し、外径 3.3 in×肉厚 0.5 in の継目無鋼管とした。

得られた継目無鋼管について、造管後空冷のままで内外表面の割れ発生の有無を目視で調査し、熱間加工性を評価した。パイプ前後端面で長さ 5 mm 以上の割れがある場合を割れ有とし、それ以外を割れ無とした。

また、得られた継目無鋼管に、表 6 に示す条件で焼入れ加熱保持したのち、焼入れした。さらに表 6 に示す条件の焼戻処理を施した。なお、一部の鋼管では、焼入れ処理を行わず、焼戻処理のみとした。

実施例 1 と同様に、得られた継目無鋼管から、組織観察用試験片、測定用試験片を採取しフェライト相の組織分率（体積％）、残留オーステナイト相の組織分率（体積％）、マルテンサイト相の組織分率（体積％）を算出した。

また、得られた継目無鋼管から、API 弧状引張試験片を採取し、実施例 1 と同様に、引張試験を実施し引張特性（降伏強さ Y S、引張強さ T S）を求めた。また、得られた継目無鋼管から、V ノッチ試験片（厚さ：5 mm）を採取し、 $-40^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギー  $v E_{-40}$ （J）を求めた。

また、得られた継目無鋼管について、同種の鋼管の端部同士を当接し、実施例 1 と同様に、表 4 に示す溶接材料を用いて、表 4 に示す溶接条件で溶接し溶接管継手を作製した。

得られた溶接管継手について、溶接割れの発生の有無を目視で調査した。

さらに、得られた溶接管継手から、試験片を採取し、溶接部靱性試験、溶接部腐食試験、溶接部硫化物応力腐食割れ試験を実施した。試験方法は次の通りとした。

#### (1) 溶接部靱性試験

得られた溶接管継手から、JIS Z 2202 の規定に準拠してノッチ位置を溶接熱影響部としたVノッチ試験片（厚さ：5mm）を採取し、JIS Z 2242 の規定に準拠してシャルピー衝撃試験を実施し、 $-40^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギー  $v E_{40}$  (J) を求め、溶接熱影響部の靱性を評価した。

#### (2) 溶接部腐食試験

得られた溶接管継手から、溶接金属、溶接熱影響部および母材を含む、厚さ 3mm×幅 30mm×長さ 40mm の腐食試験片を機械加工により採取した。腐食試験は、実施例 1 と同様に、オートクレーブ中に保持された試験液：20%NaCl 水溶液（液温：200℃、50 気圧の  $\text{CO}_2$  ガス雰囲気）中に、腐食試験片を浸漬し、浸漬期間を 2 週間として実施した。腐食試験後の試験片について、重量を測定し、腐食試験前後の重量減から計算した腐食速度を求めた。また、試験後の腐食試験片について倍率：10 倍のルーペを用いて試験片表面の孔食発生の有無を観察した。なお、直径 0.2mm 以上の孔食が観察された場合を孔食有とし、それ以外を無とした。

#### (3) 溶接部硫化物応力腐食割れ試験

得られた溶接管継手から、NACE-TM0177 Method A に規定される定荷重型試験片を機械加工により採取した。硫化物応力腐食割れ試験は、実施例 1 と同様に、試験片をオートクレーブ中に保持された試験液：20%NaCl 水溶液（pH：4.0、 $\text{H}_2\text{S}$  分圧：0.005MPa）中に保持し、付加応力を母材降伏応力の 90%として、試験期間：720h として実施した。割れ発生有を×、割れ発生無を○として評価した。得られた結果を表 7



に示す。

本発明例はいずれも、鋼管表面の割れ発生は認められず熱間加工性に優れた鋼管であり、また降伏強さ  $Y S : 413\text{MPa}$  以上の高強度を有し、さらに $-40^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギーが  $50\text{ J}$  以上の高靱性を有する高強度鋼管となっている。また、本発明例はいずれも、溶接部の割れ発生もなく溶接性に優れ、さらに $-40^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギーが  $50\text{ J}$  以上と溶接熱影響部靱性に優れ、さらに母材部を含め溶接部では、腐食速度も小さく、孔食や硫化物応力腐食割れの発生もなく、 $\text{CO}_2$  を含み  $200^{\circ}\text{C}$  という高温で苛酷な腐食環境下および高硫化水素環境下において十分な耐食性を示している。

これに対し、本発明の範囲を外れる比較例は、表面に割れが発生し熱間加工性が低下しているか、あるいは母材靱性が低下しているか、あるいは溶接割れが発生し溶接性が低下しているか、あるいは溶接部靱性が低下しているか、あるいは母材または溶接部の腐食速度が大きく、あるいは孔食が発生して耐食性が劣化しているか、あるいは硫化物応力腐食割れが発生し耐硫化物応力腐食割れ性が劣化している。

#### 産業上の利用可能性

本発明によれば、降伏強さが  $413\text{MPa}$  ( $60\text{ksi}$ ) を超える高強度で、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{Cl}^-$  を含む高温の厳しい腐食環境下、および高硫化水素環境下において十分な耐食性を有し、低温靱性および溶接性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管を、安価にしかも安定して製造でき、産業上格段の効果を奏する。本発明によれば、耐食性および靱性に優れたパイプライン等の溶接構造物を安価に構成できるという効果もある。

表1

鋼 No	化 学 成 分 (mass%)															(1) 式 *	(2) 式 **	(3) 式 ***	備 考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	N	O	Cu	Nb, Ti, Zr, B, W	Ca	Al				
A	0.006	0.24	0.35	0.02	0.001	16.9	3.65	1.98	0.091	0.006	0.0029	—	—	—	0.001	20.34	14.85	0.012	本發明例
B	0.005	0.25	0.36	0.02	0.001	17.0	4.06	1.64	0.075	0.008	0.0044	0.87	Nb:0.046	—	0.001	21.00	13.96	0.013	本發明例
C	0.009	0.23	0.37	0.02	0.001	16.8	3.49	2.40	0.046	0.011	0.0027	0.91	—	0.001	0.002	20.83	14.87	0.020	本發明例
D	0.006	0.25	0.36	0.02	0.001	17.6	3.65	2.45	0.096	0.012	0.0030	1.28	W:1.404	—	0.001	22.03	15.58	0.018	本發明例
E	0.007	0.26	0.37	0.01	0.001	17.2	3.75	1.77	0.063	0.013	0.0026	0.68	Ti:0.003, B:0.001	—	0.002	20.93	14.52	0.020	本發明例
F	0.012	0.25	0.36	0.01	0.001	16.9	4.56	2.12	0.046	0.008	0.0027	1.17	—	—	0.001	21.54	13.45	0.020	本發明例
G	0.009	0.24	0.39	0.02	0.001	16.8	4.13	1.86	0.051	0.006	0.0035	1.26	Nb:0.068	0.002	0.002	21.11	13.62	0.015	本發明例
H	0.006	0.22	0.39	0.01	0.001	17.5	3.67	2.30	0.039	0.008	0.0016	—	Zr:0.019	—	0.002	21.15	15.71	0.014	本發明例
I	0.008	0.25	0.38	0.01	0.001	14.7	3.76	1.63	0.041	0.008	0.0034	—	—	—	0.001	17.96	12.07	0.016	比較例
J	0.012	0.24	0.32	0.02	0.001	16.0	5.64	1.57	0.044	0.006	0.0036	0.58	Ti:0.034	—	0.005	20.69	11.12	0.018	比較例
K	0.016	0.23	0.33	0.02	0.001	16.5	4.08	1.63	0.053	0.011	0.0030	0.96	Nb:0.058	—	0.007	20.34	12.90	0.027	比較例
L	0.010	0.23	0.33	0.01	0.001	16.1	3.67	0.44	0.049	0.008	0.0026	0.85	—	—	0.004	19.04	12.09	0.018	比較例
M	0.008	0.23	0.39	0.01	0.001	16.2	4.19	2.29	0.062	0.005	0.0021	—	—	—	0.001	20.14	13.82	0.013	本發明例
N	0.006	0.29	0.33	0.01	0.001	16.4	4.08	2.15	0.050	0.008	0.0037	0.75	—	—	0.001	20.63	13.87	0.014	本發明例
O	0.012	0.26	0.30	0.02	0.001	16.5	4.27	2.34	0.043	0.011	0.0032	1.01	Ti:0.071	—	0.001	21.00	13.60	0.023	本發明例
P	0.006	0.24	0.35	0.02	0.001	15.7	4.16	3.19	0.063	0.010	0.0035	—	Nb:0.025	0.001	0.001	20.26	14.41	0.016	本發明例

\*) (1) 式左辺値=Cr+0.65Ni+0.6Mo+0.55Cu+20C  
\*\*) (2) 式左辺値=Cr+Mo+0.3Si+43.5C+0.4Mn+Ni+0.3Cu+9N  
\*\*\*) (3) 式左辺値=C+N

表2

パイプ No.	鋼 No.	熱間圧延後冷却	焼入れ処理			焼戻し 温度 ℃
			焼入れ温度 ℃	保持温度 時間(分)	冷却方法	
1	A	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
2	B	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
3	C	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
4	D	空冷 : 0.5℃ / s	930	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
5	E	空冷 : 0.5℃ / s	870	20	水冷 : 30℃ / s	610
6	F	空冷 : 0.5℃ / s	870	20	水冷 : 30℃ / s	610
7	G	空冷 : 0.5℃ / s	930	20	水冷 : 30℃ / s	600
8	H	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
9	I	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
10	J	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	600
11	K	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
12	L	空冷 : 0.5℃ / s	930	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
13	M	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
14	N	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
15	O	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	610
16	P	空冷 : 0.5℃ / s	890	20	空冷 : 0.5℃ / s	610

表3

パイプ No.	鋼 No.	熱間加工性		母材組織 *				母材強度		溶接部 靱性 v E <sub>-90</sub> (J)	溶接性	溶接部 耐孔食性	溶接部耐硫化物 応力割れ性 硫化物応力 腐食割れの有無	溶接部耐食性 腐食速度 (mm/yr)	備考
		割れの有無		種類 *	M 体積%	γ 体積%	F 体積%	降伏強さ MPa	引張強さ MPa						
1	A	○		M+γ+F	54.7	5.5	39.8	568	672	92	○	○	○	0.10	本発明例
2	B	○		M+γ+F	54.7	12.8	32.5	524	689	95	○	○	○	0.09	本発明例
3	C	○		M+γ+F	45.3	13.4	41.3	491	674	108	○	○	○	0.09	本発明例
4	D	○		M+γ+F	33.3	21.6	45.1	512	671	160	○	○	○	0.07	本発明例
5	E	○		M+γ+F	48.3	12.6	39.1	535	657	97	○	○	○	0.09	本発明例
6	F	○		M+γ+F	29.4	36.5	34.1	476	615	188	○	○	○	0.08	本発明例
7	G	○		M+γ+F	50.2	19.4	30.4	537	663	152	○	○	○	0.08	本発明例
8	H	○		M+γ+F	29.9	11.4	58.7	538	631	91	○	○	○	0.09	本発明例
9	I	○		M+γ+F	87.6	7.2	5.2	591	697	68	○	×	×	0.29	比較例
10	J	×		M+γ+F	78.4	15.3	6.3	569	675	49	○	×	○	0.10	比較例
11	K	○		M+γ+F	71.6	11.7	16.7	579	677	48	×	×	○	0.10	比較例
12	L	○		M+γ+F	79.8	7.5	12.7	557	671	46	○	×	×	0.11	比較例
13	M	○		M+γ+F	48.8	16.5	39.7	527	651	123	○	○	○	0.07	本発明例
14	N	○		M+γ+F	48.1	17.1	34.8	531	656	117	○	○	○	0.06	本発明例
15	O	○		M+γ+F	48.6	18.4	33.0	538	622	125	○	○	○	0.05	本発明例
16	P	○		M+γ+F	46.5	16.8	36.7	515	649	93	○	○	○	0.07	本発明例

\*) M: マルテンサイト、γ: 残留オーステナイト、F: フェライト、

表 4

溶接方法	溶接材料									化学成分 (mass%)	シールドガス	入熱
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N			
GMAW	0.012	0.33	0.46	0.02	0.001	24.6	9.7	1.55	0.011		98%Ar+2%CO <sub>2</sub>	1.0~1.5Kj/mm



表5

鋼 No	化 学 成 分 (mass%)														(1) 式 *	(2) 式 **	(3) 式 ***
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	N	O	Cu	Nb, Ti, Zr, B, W	Ca		
2A	0.005	0.25	0.31	0.02	0.001	0.01	17.2	3.06	1.30	0.055	0.008	0.0036	—	—	—	19.87	0.013
2B	0.012	0.25	0.40	0.01	0.001	0.01	16.6	3.11	1.64	0.085	0.006	0.0038	1.13	Nb:0.049	—	19.99	0.018
2C	0.011	0.23	0.37	0.01	0.001	0.01	15.9	3.58	2.27	0.092	0.004	0.0035	1.41	—	0.003	20.14	0.015
2D	0.009	0.25	0.37	0.02	0.001	0.01	17.6	4.14	1.67	0.088	0.008	0.0037	0.64	W:1.14	—	21.47	0.017
2E	0.006	0.25	0.30	0.01	0.001	0.01	17.0	3.97	1.73	0.014	0.012	0.0038	0.78	Ti:0.027, B:0.001	—	20.93	0.018
2F	0.006	0.25	0.35	0.01	0.001	0.01	17.1	3.92	1.97	0.055	0.006	0.0043	1.71	—	—	21.65	0.012
2G	0.007	0.22	0.31	0.01	0.001	0.01	17.7	3.66	2.50	0.027	0.007	0.0027	1.62	Nb:0.058	0.002	22.33	0.014
2H	0.010	0.22	0.37	0.02	0.001	0.01	16.9	4.25	1.96	0.036	0.009	0.0036	—	Zr:0.001	—	20.64	0.019
2I	0.012	0.26	0.35	0.01	0.001	0.01	14.8	3.22	1.92	0.073	0.012	0.0038	—	—	—	17.81	0.024
2J	0.009	0.29	0.31	0.01	0.002	0.02	16.1	5.32	1.42	0.051	0.010	0.0030	0.69	Ti:0.024	—	20.61	0.019
2K	0.016	0.27	0.34	0.02	0.001	0.02	16.2	3.63	1.48	0.067	0.012	0.0028	1.12	Nb:0.047	—	19.74	0.028
2L	0.011	0.25	0.39	0.02	0.001	0.01	16.9	3.27	0.44	0.019	0.011	0.0029	1.01	—	—	19.63	0.022
2M	0.012	0.25	0.33	0.02	0.001	0.01	16.0	4.23	2.41	0.055	0.011	0.0032	—	—	—	19.96	0.023
2N	0.008	0.22	0.35	0.01	0.001	0.01	16.4	4.09	2.36	0.062	0.009	0.0036	0.95	Ti:0.064	—	20.84	0.017
2O	0.011	0.25	0.34	0.02	0.001	0.01	15.7	3.78	2.74	0.059	0.007	0.0024	1.12	Nb:0.051	—	20.20	0.018
2P	0.006	0.29	0.33	0.02	0.001	0.01	16.3	4.28	2.25	0.055	0.009	0.0028	—	—	—	20.31	0.015

\*) (1) 式左辺値=Cr+0.65Ni+0.6Mo+0.55Cu+20C  
\*\*) (2) 式左辺値=Cr+Mo+0.3Si+43.5C+0.4Mn+Ni+0.3Cu+9N  
\*\*\*) (3) 式左辺値=C+N

表 6

パイ プ No	鋼 No	熱間圧延後却	焼入れ処理			焼戻し
			焼入れ 加熱温度 ℃	保持 時間 min	冷却速度* ℃/s	焼戻し 温度 ℃
21	2A	空冷 : 0.5℃/s*	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
22	2B	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
23	2C	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
24	2D	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
25	2E	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
26	2F	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
27	2G	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
28	2H	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
29	2I	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
30	2J	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
31	2K	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
32	2L	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
33	2A	空冷 : 0.5℃/s	900	30	空冷 : 0.5℃/s	600
34	2B	空冷 : 0.5℃/s	930	30	空冷 : 0.5℃/s	600
35	2B	空冷 : 0.5℃/s	—	—	—	600
36	2M	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
37	2N	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
38	2O	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600
39	2P	空冷 : 0.5℃/s	890	20	空冷 : 0.5℃/s	600

\* 800～500℃間の平均冷却速度

表7

パイプ No	鋼 No	母材組織				熱間 加工性	母材強度		母材 靱性 v E-40 J	溶接性 溶接 割れ の有無	溶接部 靱性 v E-40 J	溶接部耐硫化 物応力割れ性 硫化物応力腐 食割れの有無	溶接部 耐食性		備 考
		種類*	マルテンサイト 体積%	残留 オーステナイト 体積%	フェライト 体積%		降伏 強さ MPa	引張 強さ MPa					腐食 速度 mm/yr	孔食 発生 の有無	
21	2A	M, γ, F	32.4	6.2	61.4	○	492	620	153	○	107	○	0.10	○	本発明例
22	2B	M, γ, F	39.2	19.9	40.9	○	497	640	169	○	121	○	0.10	○	本発明例
23	2C	M, γ, F	29.4	36.9	33.7	○	479	669	192	○	135	○	0.09	○	本発明例
24	2D	M, γ, F	42.3	14.1	43.6	○	529	598	184	○	147	○	0.06	○	本発明例
25	2E	M, γ, F	54.5	4.9	40.6	○	569	624	194	○	161	○	0.09	○	本発明例
26	2F	M, γ, F	31.5	27.1	41.4	○	483	625	232	○	137	○	0.06	○	本発明例
27	2G	M, γ, F	28.6	4.1	67.3	○	534	644	173	○	118	○	0.05	○	本発明例
28	2H	M, γ, F	52.3	15.3	37.4	○	520	652	226	○	179	○	0.08	○	本発明例
29	2I	M, γ, F	59.8	23.8	16.4	○	493	612	179	○	135	×	0.31	○	比較例
30	2J	M, γ, F	58.5	36.8	4.7	×	467	591	194	○	163	○	0.09	○	比較例
31	2K	M, γ, F	65.2	16.6	18.2	○	531	638	88	×	52	○	0.10	○	比較例
32	2L	M, γ, F	60.9	12.4	26.7	○	522	641	172	○	102	×	0.11	×	比較例
33	2A	M, γ, F	33.8	5.7	60.5	—	501	634	177	○	111	○	0.10	○	本発明例
34	2B	M, γ, F	42.6	18.0	39.4	—	535	637	187	○	126	○	0.10	○	本発明例
35	2B	M, γ, F	52.3	7.6	40.1	○	573	674	178	○	109	○	0.10	○	本発明例
36	2M	M, γ, F	47.6	18.6	33.8	○	564	679	164	○	129	○	0.08	○	本発明例
37	2N	M, γ, F	46.9	20.4	32.7	○	560	674	159	○	112	○	0.07	○	本発明例
38	2O	M, γ, F	48.2	18.2	33.6	○	579	684	160	○	131	○	0.08	○	本発明例
39	2P	M, γ, F	48.6	18.5	32.9	○	561	666	155	○	123	○	0.08	○	本発明例

\*) M: マルテンサイト、F: フェライト、γ: 残留オーステナイト

## 請求の範囲

1. mass%で、

C : 0.001~0.015%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.1~1.8%、

P : 0.03%以下、

S : 0.005%以下、

Cr : 15~18%、

Ni : 0.5%以上 5.5%未満、

Mo : 0.5~3.5%、

V : 0.02~0.2%、

N : 0.001~0.015%、

O : 0.006%以下

を、下記(1)、(2)および(3)式を満足するように含み、残部 Fe および不可避免的不純物よりなる組成を有することを特徴とする耐食性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

## 記

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\text{C} + \text{N} \leq 0.025 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、C、Ni、Mo、Cr、Si、Mn、Cu、N : 各元素の含有量 (mass%)

2. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Al : 0.002~0.05%を含有する組成を有することを特徴とする請求項1に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

3. 前記 Ni の含有量が、mass%で、1.5~5.0%であることを特徴とする請求項1又は2に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

4. 前記 Mo の含有量が、mass%で、1.0～3.5%であることを特徴とする請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
5. 前記 Mo の含有量が、mass%で、2%超 3.5%以下であることを特徴とする請求項 1 ないし 3 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
6. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu : 3.5%以下を含有する組成とすることを特徴とする請求項 1 ないし 5 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
7. 前記 Cu の含有量が、mass%で 0.5%以上 1.14%以下であることを特徴とする請求項 6 に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
8. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Nb : 0.2%以下、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.2%以下、B : 0.01%以下、W : 3.0%以下のうちから選ばれた 1 種又は 2 種以上を含有する組成とすることを特徴とする請求項 1 ないし 7 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
9. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Ca : 0.01%以下を含有する組成とすることを特徴とする請求項 1 ないし 8 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。
10. 前記組成に加えて、マルテンサイト相をベースとして、体積率で 40%以下



の残留オーステナイト相と 10～60%のフェライト相からなる組織を有することを特徴とする請求項 1 ないし 9 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

1 1. 前記フェライト相が、体積率で 15～50%であることを特徴とする請求項 1 0 に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

1 2. 前記残留オーステナイト相が、体積率で 30%以下であることを特徴とする請求項 1 0 又は 1 1 に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管。

1 3. C : 0.001～0.015%、 Si : 0.01～0.5%、  
Mn : 0.1～1.8%、 P : 0.03%以下、  
S : 0.005%以下、 Cr : 15～18%、  
Ni : 0.5%以上 5.5%未満、 Mo : 0.5～3.5%、  
V : 0.02～0.2%、 N : 0.001～0.015%、  
O : 0.006%以下

を、下記 (1)、(2) および (3) 式を満足するように含み、残部 Fe および不可避免的不純物よりなる組成を有する鋼管素材を所定寸法の鋼管に造管し、該鋼管に、850℃以上の温度に再加熱したのち空冷以上の冷却速度で 100℃以下まで冷却し、ついで 700℃以下の温度に加熱する焼入れ－焼戻処理を施すことを特徴とする耐食性に優れたラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

記

$$\text{Cr} + 0.65\text{Ni} + 0.6\text{Mo} + 0.55\text{Cu} - 20\text{C} \geq 18.5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{Cr} + \text{Mo} + 0.3\text{Si} - 43.5\text{C} - 0.4\text{Mn} - \text{Ni} - 0.3\text{Cu} - 9\text{N} \geq 11.5 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$C + N \leq 0.025 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、Cr、Ni、Mo、Cu、C、Si、Mn、N：各元素の含有量 (mass%)

14. 前記鋼管素材を加熱し、熱間加工により造管して、造管後、空冷以上の冷却速度で室温まで冷却し、所望寸法の継目無鋼管とし、ついで、該継目無鋼管に、前記焼入れ－焼戻処理を施すことを特徴とする請求項13に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

15. 前記焼入れ－焼戻処理に代えて、700℃以下の温度に加熱する焼戻処理を施すことを特徴とする請求項13又は14に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

16. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Al：0.002～0.05%を含有する組成を有することを特徴とする請求項13ないし15のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

17. 前記Niの含有量が、mass%で、1.5～5.0%であることを特徴とする請求項13ないし16のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

18. 前記Moの含有量が、mass%で、1.0～3.5%であることを特徴とする請求項13ないし17のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

19. 前記Moの含有量が、mass%で、2%超3.5%以下であることを特徴とする請

求項 13 ないし 17 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

20. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Cu : 3.5%以下を含有することを特徴とする請求項 13 ないし 19 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

21. 前記 Cu の含有量が、mass%で、0.5%以上 1.14%以下であることを特徴とする請求項 20 に記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

22. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Nb : 0.2%以下、Ti : 0.3%以下、Zr : 0.2%以下、W : 3%以下、B : 0.01%以下のうちから選ばれた 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 13 ないし 21 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

23. 前記組成に加えてさらに、mass%で、Ca : 0.01%以下を含有することを特徴とする請求項 13 ないし 22 のいずれかに記載のラインパイプ用高強度ステンレス鋼管の製造方法。

24. 請求項 1 ないし 12 のいずれかに記載の高強度ステンレス鋼管を溶接接合してなる溶接構造物。

図 1

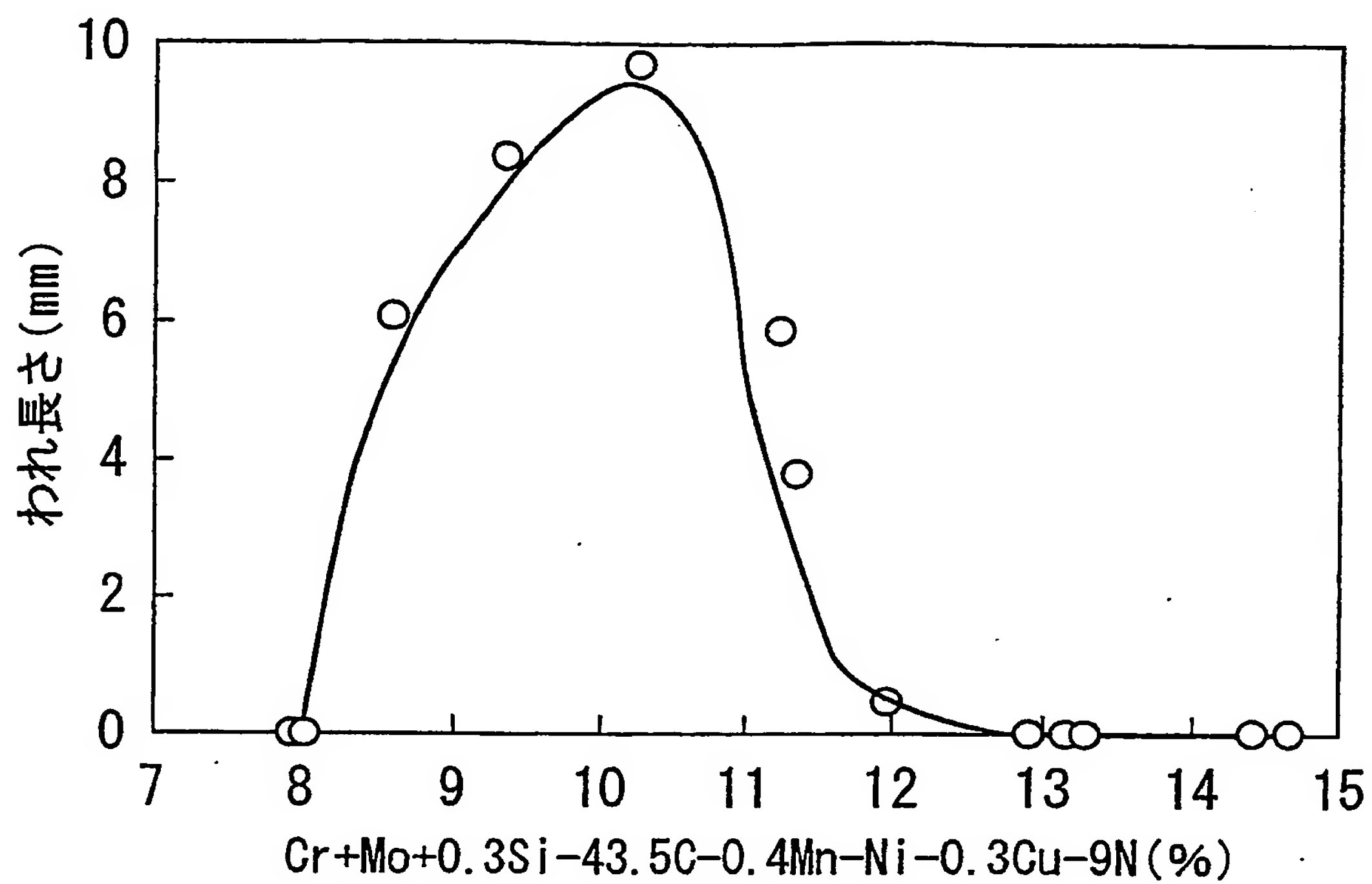


図 2

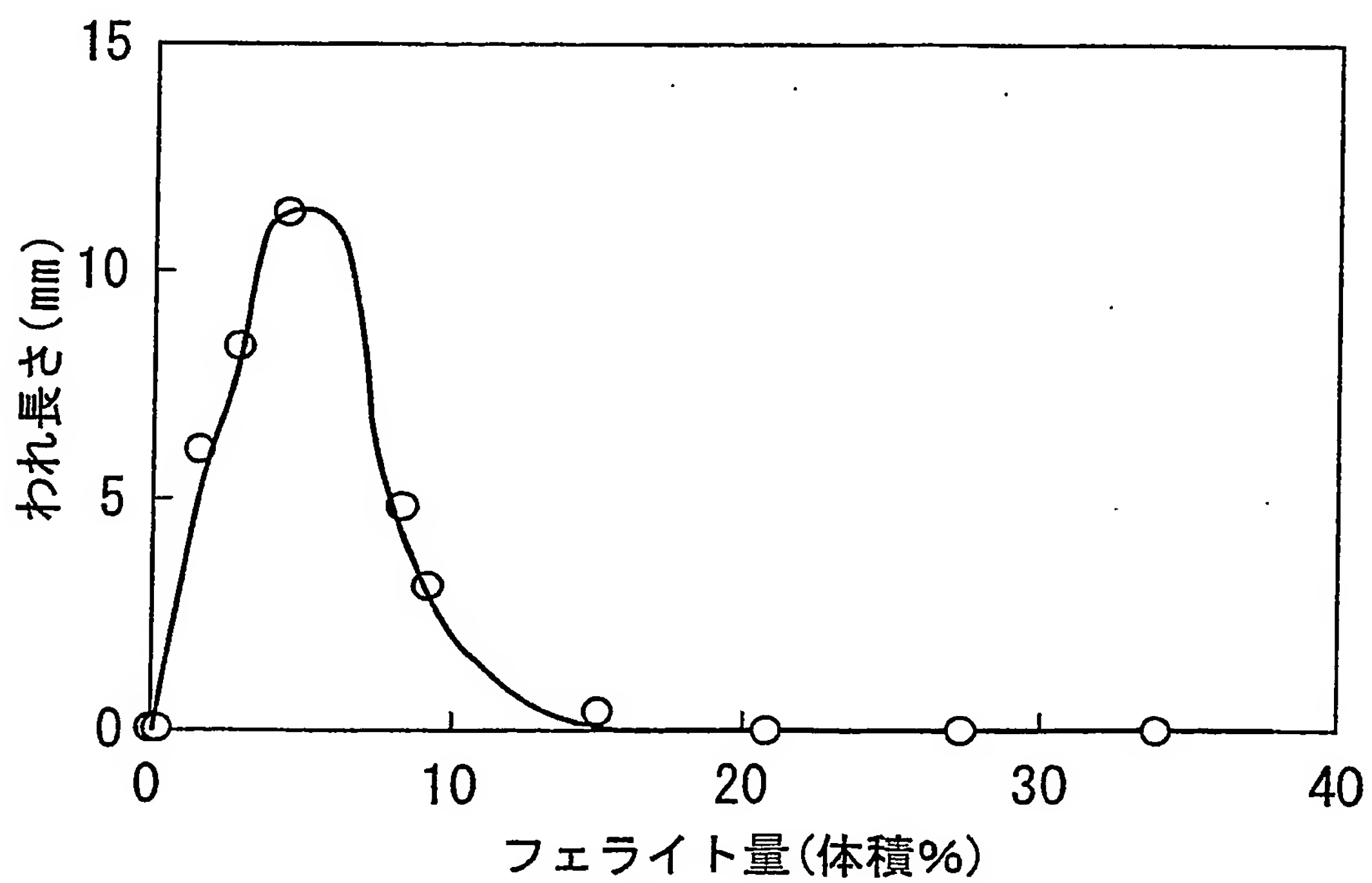


図 3

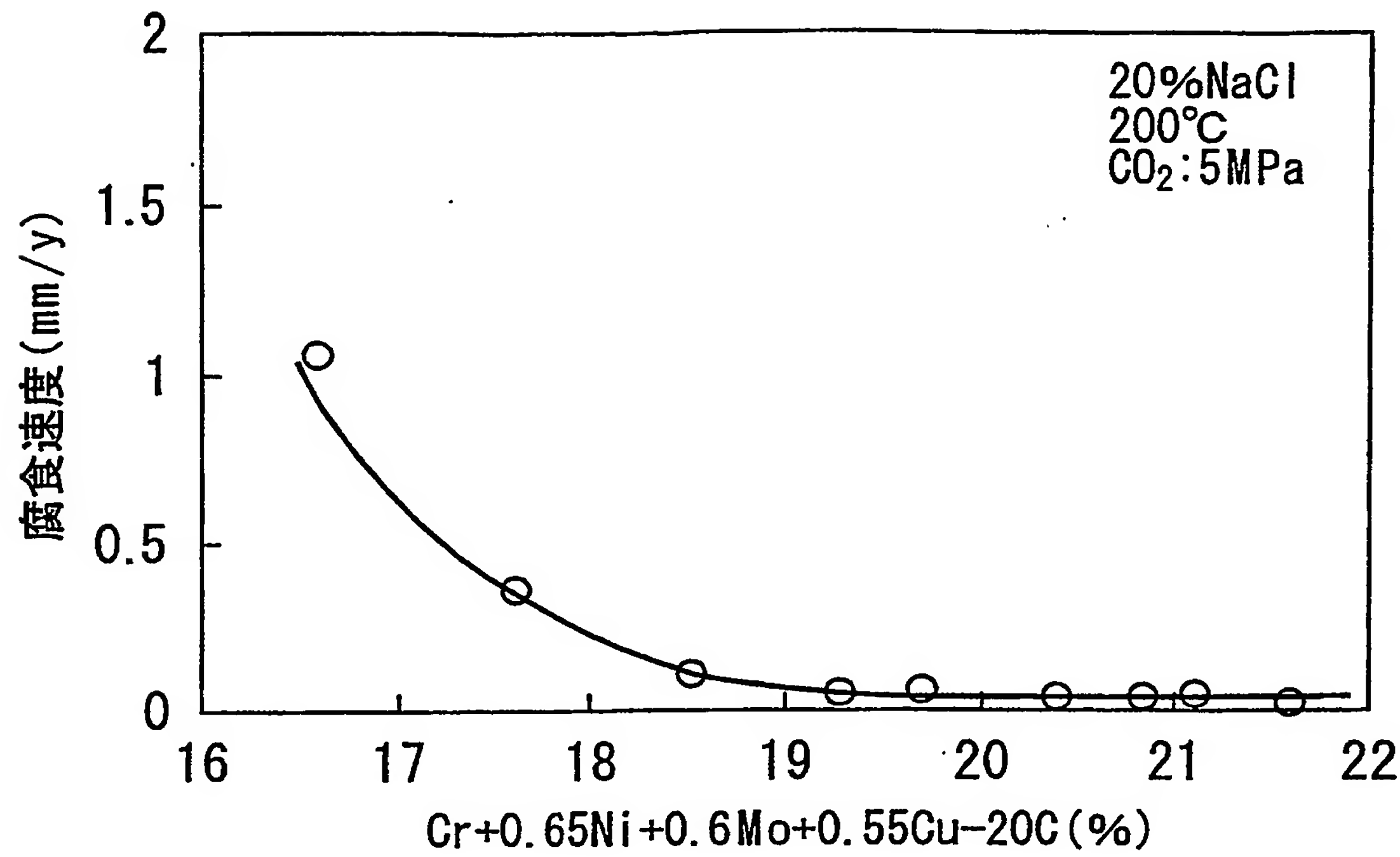


図 4

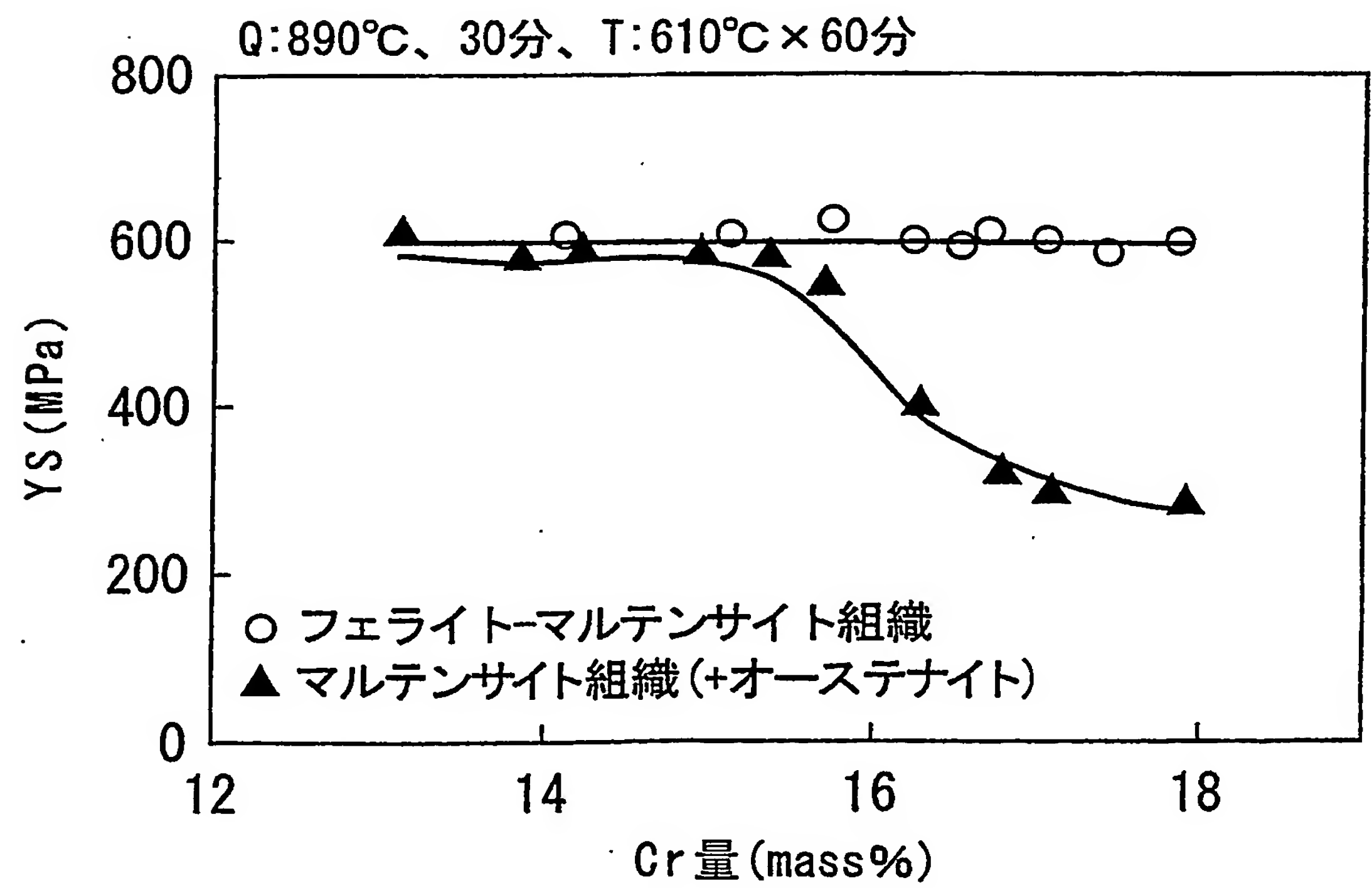
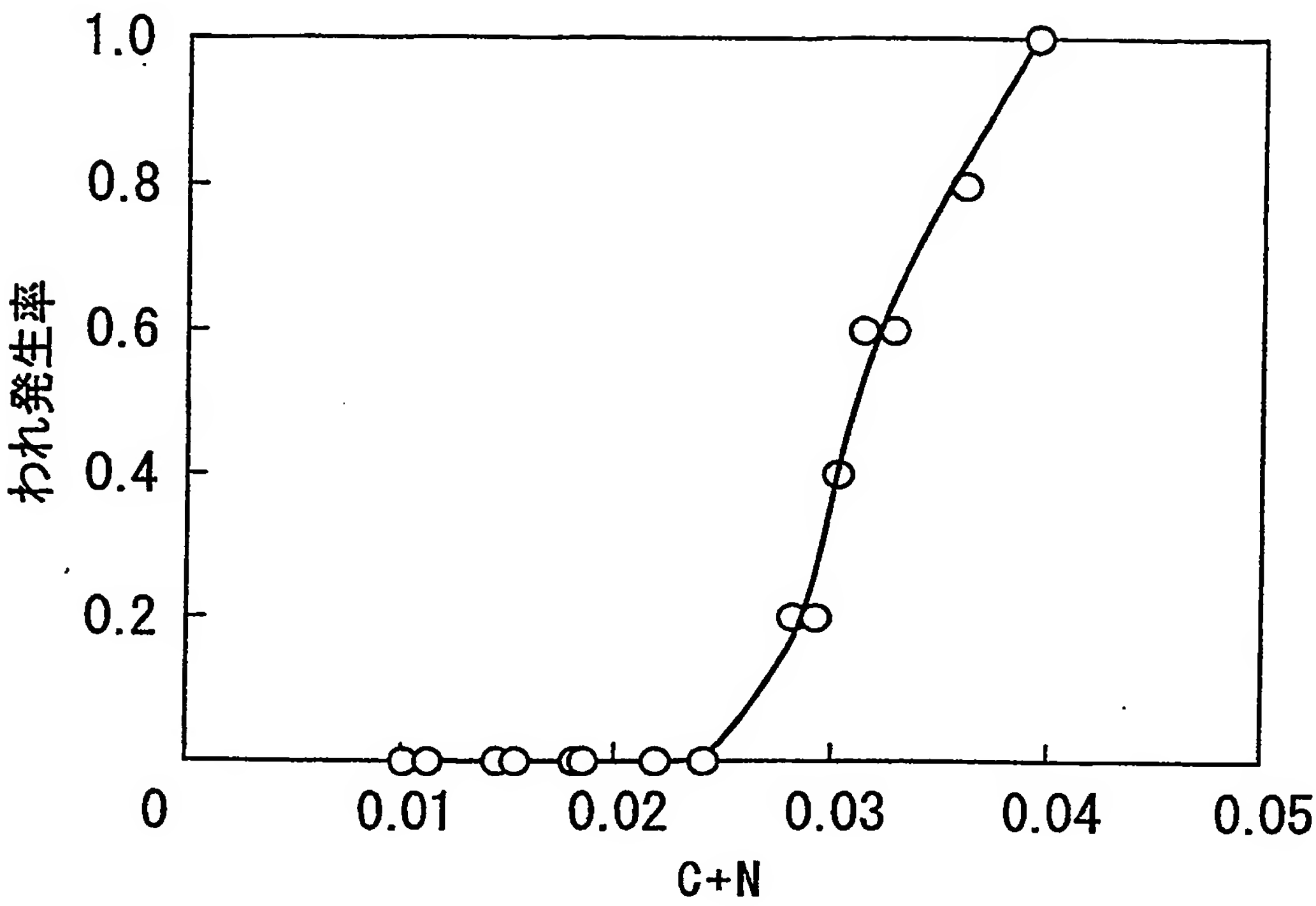




図 5



# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/016075

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER  
Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00, C21D9/08

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)  
Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00-38/60, C21D9/08

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched  
Jitsuyo Shinan Koho 1922-1996 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2004  
Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2004 Jitsuyo Shinan Toroku Koho 1996-2004

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X Y	JP 2001-279392 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 10 October, 2001 (10.10.01), Claims; column 5, line 50 to column 6, line 39; steel No.A on the table 1 (Family: none)	1-9, 24 10-23
Y	JP 3-75336 A (Nippon Steel Corp.), 29 March, 1991 (29.03.91), Claims (Family: none)	13-23

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search  
13 January, 2005 (13.01.05)

Date of mailing of the international search report  
01 February, 2005 (01.02.05)

Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2004/016075

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2001-179485 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 03 July, 2001 (03.07.01), Claims (Family: none)	10-12
A	JP 11-80881 A (NKK Corp.), 26 March, 1999 (26.03.99), Claims (Family: none)	1-24
A	JP 2004-107773 A (JFE Suchiru Kabushiki Kaisha), 08 April, 2004 (08.04.04), Claims (Family: none)	1-24

## A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C22C38/00, C21D9/08

## B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C22C38/00-38/60, C21D9/08

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2004年
日本国登録実用新案公報	1994-2004年
日本国実用新案登録公報	1996-2004年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
X	JP 2001-279392 A(住友金属工業株式会社) 2001. 10. 10 特許請求の	1-9, 24
Y	範囲 第5欄第50行~第6欄第39行 表1鋼No. A(ファミリーなし)	10-23
Y	JP 3-75336 A(新日本製鐵株式会社) 1991. 03. 29 特許請求の範囲	13-23
	(ファミリーなし)	
Y	JP 2001-179485 A(住友金属工業株式会社) 2001. 07. 03 特許請求の	10-12
	範囲 表4(ファミリーなし)	
A	JP 11-80881 A(日本鋼管株式会社) 1999. 03. 26 特許請求の範囲(フ	1-24
	ァミリーなし)	
A	JP 2004-107773 A(JFEスチール株式会社) 2004. 04. 08 特許請求の	1-24
	範囲(ファミリーなし)	

☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの

「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの

「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)

「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献

「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの

「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの

「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの

「&amp;」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

13. 01. 2005

国際調査報告の発送日

01. 2. 2005

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)

小川 武

4K

9270

電話番号 03-3581-1101. 内線 3435